

*B. Breidenstein, F. Brenne, L. Wu, T. Niendorf, B. Denkena*

# Effect of Post-Process Machining on Surface Properties of Additively Manufactured H13 Tool Steel

## Einfluss der Nachbearbeitung auf Oberflächeneigenschaften von additiv gefertigtem H13-Werkzeugstahl

### Abstract/Kurzfassung

The tool steel AISI H13 is characterized by a high wear resistance and a good thermal shock resistance. H13 is mainly employed in applications such as tools for pressure die casting and forging. Processing of H13 by additive manufacturing techniques, such as selective laser melting (SLM), opens up new design possibilities with respect to e. g. internal cooling channels, in order to improve the tool performance during operation. However, due to high surface roughness and insufficient geometric accuracy imposed by SLM, additional cutting or forming processes are often required leading to an alteration of the surface and subsurface properties of the part. The presented work reveals the effect of SLM processing and subsequent face milling and/or deep rolling operations on the development of surface and subsurface properties and highlights adequate process windows. ■

**Keywords:** Additive manufacturing, selective laser melting, milling, deep rolling, surface and subsurface properties

**Autoren/Authors:** *Dr. rer. nat. habil. Bernd Breidenstein*, Leibniz Universität Hannover, Institut für Fertigungstechnik und Werkzeugmaschinen, Produktionstechnisches Zentrum Hannover, An der Universität 2, 30823 Garbsen, Germany, breidenstein@ifw.uni-hannover.de (Corresponding author/Kontakt)

*Dipl.-Ing. Florian Brenne*, Universität Kassel, Institut für Werkstofftechnik, Fachgebiet Metallische Werkstoffe, Kassel, Germany

*M. Sc. Liang Wu*, voestalpine, Additive Manufacturing Center GmbH, Düsseldorf, Germany

*Prof. Dr.-Ing. Thomas Niendorf*, Universität Kassel, Institut für Werkstofftechnik, Fachgebiet Metallische Werkstoffe, Kassel, Germany

*Prof. Dr.-Ing. Berend Denkena*, Leibniz Universität Hannover, Institut für Fertigungstechnik und Werkzeugmaschinen, Produktionstechnisches Zentrum Hannover, Garbsen, Germany

Der Werkzeugstahl AISI H13 zeichnet sich durch einen hohen Verschleißwiderstand und eine gute Temperaturwechselbeständigkeit aus. Hauptanwendungsbereiche des H13 sind Druckguss- und Schmiedewerkzeuge. Die Verarbeitung von H13 durch additive Fertigungsverfahren, wie z. B. dem selektiven Laserschmelzen (selective laser melting, SLM), eröffnet neue Gestaltungsmöglichkeiten, wie z. B. die Integration interner Kühlkanäle, die es erlauben, das Einsatzverhalten der Werkzeuge zu verbessern. Aufgrund hoher Oberflächenrauheiten und unzureichender Passgenauigkeiten SLM-gefertigter Bauteile sind meist spanende oder umformende Endbearbeitungsprozesse erforderlich, die zu einer Veränderung der Oberflächen- und Randzoneneigenschaften dieser Bauteile führen. Die vorliegende Arbeit stellt die Auswirkungen von SLM-Fertigung und anschließendem Fräsen und/oder Festwalzen auf die Oberflächen- und Randzoneneigenschaften vor und zeigt geeignete Prozessfenster auf. ■

**Schlüsselwörter:** Additive Fertigung, Selective Laser Melting, Fräsen, Festwalzen, Oberflächen- und Randzoneneigenschaften

**HOW TO CITE THIS ARTICLE:** B. Breidenstein et al.: Effect of post-process machining on surface properties. HTM J. Heat Treatm. Mat. 73 (2018) 4, pp. 173-186, DOI:10.3139/105.110359

## 1 Introduction

As is known from numerous applications, machining operations do not only give components their final shape but also alter their surface and subsurface properties. A sound knowledge of the correlations of machining conditions and resulting material parameters allows to improve the component behavior and lifetime. Exploring these interrelationships has been the subject of many investigations, which have been summarized e. g. in [1] and [2].

## 1 Einführung

Wie aus zahlreichen Anwendungsbeispielen hervorgeht, verleihen Zerspanungsverfahren Bauteilen nicht nur ihre endgültige Form, sondern beeinflussen auch deren Oberflächen- und Randzoneneigenschaften. Fundierte Kenntnisse über die Zusammenhänge zwischen den Bearbeitungsbedingungen und den daraus resultierenden Materialparametern ermöglichen eine Verbesserung des Bauteilverhaltens und der Bauteillebensdauer. Die Analyse dieser

An effective mean to alter and, thus, to control the component properties is the cutting edge of the applied tool. Its condition (sharp, rounded, worn) influences surface integrity in a decisive way [3]. Especially hard-to-machine materials, like e. g. the tool steel AISI H13, being commonly used for pressure casting and forging dies, demand for improved cutting tools addressing issues linked to conventional tool design. This led to the development of a special tool design for hard milling of H13. These tools allow for machining of components characterized by significantly lower tensile residual stress in the surface and subsurface areas as in case of the conventionally machined component [4].

A comparison of round and parallelogram inserts employed in milling of H13 showed that round tools lead to smoother component surfaces, while parallelogram inserts lead to the evolution of higher compressive residual stress. It was also demonstrated that cutting speed, feed as well as radial and axial depth of the cut influence roughness and residual stress state after machining [5]. Milling strategy also plays an important role for the surface quality in machining of H13. Thus, vertical downward milling leads to significantly lower roughness than vertical upward milling [6]. The cutting speed in milling of H13 forms an upper limit when a high surface quality with respect to roughness is desired. Thus, only below  $v_c = 1400$  m/min low roughness values can be obtained, which is the speed where the cutting force shows a minimum [7].

As an alternative process aiming at improving surface quality and increasing compressive residual stress, deep rolling has been established. Deep rolling of conventionally processed H13 already has been reported and it was shown that adequate processing conditions lead to an increased thermal fatigue resistance, which was related to improved surface properties [8].

Additive manufacturing (AM) processes have a strong impact on further development of production technology and have been studied intensively during recent years. AM of H13 has been focus of some studies already. Direct metal deposition of H13 led to high hardness in the subsurface and concomitantly resulted in the evolution of compressive residual stress up to  $-300$  MPa. However, surface quality and absolute values of residual stress remained relatively low. Still, laser based additive manufacturing generally is expected to allow for production of components with properties being sufficient for casting and forging dies at least upon post-treatment. The properties seen in the study mentioned were attributed to a solid-to-solid phase transformation from austenite to martensite induced by rapid cooling following melting and solidification. In regions where iron carbides formed, rather tensile residual stresses resulted [9]. Similar results were observed in selective laser melting (SLM) of H13. In addition to the phase transition detailed above a phase separation into  $\alpha$ -Fe and  $Fe_3C$  in combination with the evolution of retained austenite was revealed. Relatively high compressive residual stresses parallel to the building direc-

Wechselwirkung ist Gegenstand einer Vielzahl von Forschungen und Untersuchungen, die unter anderem in [1, 2] zusammengefasst wurden. Ein effektiver Faktor zur Beeinflussung und somit zur Steuerung der Bauteileigenschaften liegt in der Schneidkante des verwendeten Werkzeugs. Der Zustand der Schneidkante (scharf, abgerundet, verschlissen) beeinflusst die Randzoneneigenschaften in entscheidendem Maße [3]. Vor allem schwer zu zerspanende Materialien, die wie Werkzeugstahl AISI H13 häufig für Druckguss- und Schmiedewerkzeuge verwendet werden, erfordern optimierte Zerspanungsverhältnisse, um den Problemen im Zusammenhang mit konventionellem Werkzeugdesign entgegenzuwirken. Dies führte zur Entwicklung von Spezialwerkzeugen für das Hartfräsen von H13. Diese Werkzeuge ermöglichen die Zerspannung von Bauteilen, die im Vergleich zu konventionell bearbeiteten Komponenten eine erheblich niedrigere Zugeigenspannung in den Oberflächen- und Randzonenbereichen aufweisen [4].

Eine Gegenüberstellung von Rund- und Parallelogrammwendeschneidplatten beim Fräsen von H13 zeigt, dass mit Rundwerkzeugen glattere Bauteiloberflächen erzielt werden, während Parallelogrammwendeschneidplatten zu höheren Druckeigenspannungen führen. Zudem konnte ein Einfluss der Schnittgeschwindigkeit, des Vorschubs sowie der radialen und axialen Schnitttiefe auf die Rauheit und den Eigenspannungszustand nach der Zerspanung festgestellt werden [5]. Darüber hinaus spielt bei der Bearbeitung von H13 die jeweilige Frässtrategie eine wichtige Rolle für die Oberflächenqualität. Vertikales Abwärtsfräsen erzeugt im Vergleich zu vertikalem Aufwärtsfräsen eine deutlich geringere Rauheit [6]. Soll bei der Bearbeitung von H13 eine hohe Oberflächenqualität hinsichtlich des Rauheitsgrades erzielt werden, ist die mögliche Schnittgeschwindigkeit nach oben hin begrenzt. Niedrige Rauheitswerte lassen sich demzufolge nur unterhalb von  $v_c = 1400$  m/min, der Geschwindigkeit mit der geringsten Zerspankraft, erzielen [7].

Als Alternativverfahren zur Verbesserung der Oberflächenqualität und Erhöhung der Druckeigenspannung hat sich die Methode des Festwalzens etabliert. Analysen zum Festwalzen von konventionell bearbeitetem H13 haben gezeigt, dass unter geeigneten Bearbeitungsbedingungen eine Steigerung der Temperaturwechselbeständigkeit erzielt werden kann, die mit verbesserten Oberflächeneigenschaften in Zusammenhang steht [8].

Additive Fertigungsverfahren (Additive Manufacturing, AM) stellen einen wesentlichen Einflussfaktor für die Weiterentwicklung von Produktionstechnologien dar und waren in den vergangenen Jahren Gegenstand intensiver Forschungsarbeit. Auch die additive Fertigung von H13 wurde bereits in mehreren Studien untersucht. Mittels DMD (Direct Metal Deposition) von H13 konnte eine hohe Festigkeit in den Randzonen erreicht und gleichzeitig eine Druckeigenspannung von bis zu  $-300$  MPa erzeugt werden. Sowohl die Oberflächenqualität als auch die Absolutwerte der Eigenspannung blieben jedoch verhältnismäßig niedrig. Dennoch ist generell davon auszugehen, dass die laserbasierte additive Fertigung die Herstellung von Bauteilen ermöglicht, die zumindest bei entsprechender Nachbehandlung über adäquate Eigenschaften für Druckgussformen und Schmiedegesenke verfügen. Die aus der Untersuchung hervorgegangenen Eigenschaften wurden einer Fest-Fest-Phasenumwandlung von Austenit in Martensit zugeschrieben, die durch rasches Abkühlen nach dem Schmelz- und Verfestigungsprozess hervorgerufen wird. In Bereichen, in denen sich Eisenkarbide bildeten, zeigten sich vermehrt

tion were found and again rationalized by the formation of martensite. The refined microstructure led to an increased hardness [10]. However, due to the high brittleness of the martensitic phase accompanied by the residual stresses, which are clearly not homogeneously distributed within the complete build and locally differing in sign, as well as due to poor wettability of the melt pool, crack formation during processing and formation of porosity have been often reported [11–13]. In order to avoid this, higher building platform temperatures can be employed. Still, the effects of elevated build temperatures on the resulting properties such as residual stresses and hardness have to be contemplated. Aside from cracks being induced by the mechanism detailed above, porosity imposed by insufficient or excessive energy input is another important issue in terms of quality and mechanical properties of AM H13. The energy density parameter is determined by layer thickness, laser power, scanning speed and hatch distance [14]. Highest energy density leads to a loss in dimensional accuracy [15]. Roughness and micro hardness are also influenced by laser power and scanning speed. Properties of components are anisotropic and, thus, depending on build direction [16]. Furthermore, AM H13 components showed lower fatigue strength and higher roughness than conventionally processed material [17]. Due to higher hardness of AM H13 compared to the reference material, its machinability had to be classified. As expected, cutting forces for AM H13 are higher than those for wrought material [18].

As shown, the final properties of post-treated AM H13 components highly depend on building parameters as well as on machining conditions. Thus, this work evaluates possibilities of tailoring material properties by a combined manufacturing strategy integrating high-temperature SLM, milling and deep rolling.

## 2 Experimental

AISI H13 specimens were produced using gas atomized powder having a particle size distribution of 18–44  $\mu\text{m}$  and a nominal chemical composition of 0.4 % C, 5.3 % Cr, 1.4 % Mo, 1 % V, balance Fe, in wt.% [19]. For processing, a selective laser melting machine type SLM<sup>®</sup>280 from SLM Solutions, equipped with a high temperature module, was employed. Cuboid blocks with dimensions of 40 mm  $\times$  40 mm  $\times$  6 mm were built upright, i. e. with one of the long axes parallel to the building direction (BD) (Figure 1). Melting of single layers was accomplished by exposing the part contour with a single scan track first, before the part volume was melted with multiple adjacent tracks. Melting of the part volume

Zugeigenspannungen [9]. Ähnliche Ergebnisse konnten beim selektiven Laserschmelzen (Selective Laser Melting, SLM) von H13 beobachtet werden. Zusätzlich zur oben erwähnten Phasenumwandlung wurde eine Phasentrennung in  $\alpha$ -Fe und  $\text{Fe}_3\text{C}$  einhergehend mit der Bildung von Restaustenit festgestellt. Es zeigte sich eine verhältnismäßig hohe Druckeigenspannung parallel zur Baurichtung, die auch in diesem Fall auf die Entstehung von Martensit zurückgeführt wurde. Aufgrund der verfeinerten Mikrostruktur ergab sich eine Steigerung der Härte [10]. Infolge der hohen Sprödigkeit der martensitischen Phase und der Eigenspannungen, die innerhalb der vollständigen Bauart nachweislich nicht gleichmäßig verteilt und lokal unterschiedlich ausgeprägt sind, sowie der geringen Benetzbarkeit des Schmelzbads wurde häufig ein erhöhtes Risiko zu Rissbildungen während der Bearbeitung sowie zu Porosität verzeichnet [11–13]. Diesen Problemen kann durch höhere Bauplattformtemperaturen entgegengewirkt werden. Die Auswirkungen einer derartigen Temperaturerhöhung auf Bauteileigenschaften wie Eigenspannung und Härte müssen jedoch gesondert betrachtet werden. Neben den oben erläuterten Mechanismen zur Förderung von Rissbildungen stellt Porosität aufgrund von unzureichender oder exzessiver Energiezufuhr einen weiteren entscheidenden Faktor in Bezug auf die Qualität und mechanischen Eigenschaften von additiv gefertigtem H13 dar. Der Energiedichteparameter wird anhand der Schichtstärke, Laserleistung, Scangeschwindigkeit und des Schraffurabstands ermittelt [14]. Höchste Energiedichten führen zu Einbußen hinsichtlich der Maßgenauigkeit [15]. Rauheit und Mikrohärt werden ebenfalls durch die Laserleistung und Scangeschwindigkeit beeinflusst. Die Eigenschaften von Bauteilen sind anisotrop und daher von der Baurichtung abhängig [16]. Darüber hinaus wiesen additiv gefertigte H13-Bauteile eine geringere Ermüdungsfestigkeit und höhere Rauheit als konventionell bearbeitete Werkstoffe auf [17]. Aufgrund der im Vergleich zu den Referenzmaterialien größeren Härte von additiv gefertigtem H13 musste eine Klassifizierung seiner Zerspanbarkeit vorgenommen werden. Erwartungsgemäß sind die Zerspankräfte für additiv gefertigten H13 höher als jene für Schmiedematerial [18].

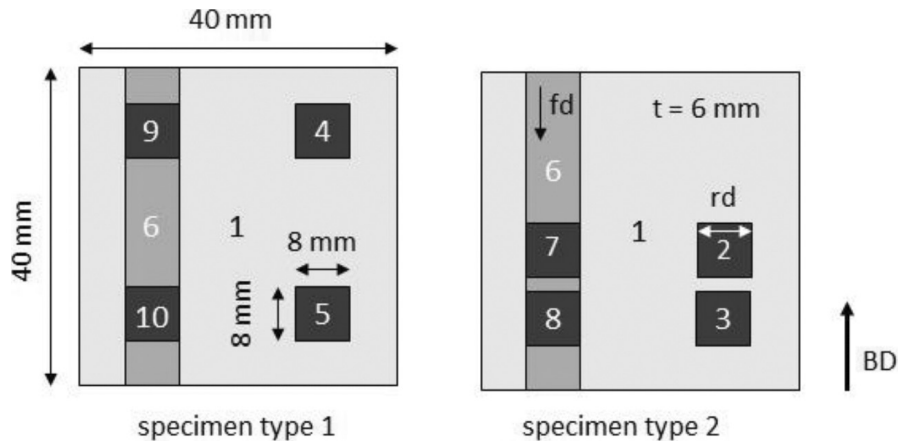
Die endgültigen Eigenschaften von nachbehandelten additiv gefertigten H13-Bauteilen hängen in erster Linie von den Bauparametern sowie den Zerspannungsbedingungen ab. In der vorliegenden Arbeit sollen daher unterschiedliche Möglichkeiten zur Gestaltung von Werkstoffeigenschaften evaluiert werden, die auf einem kombinierten Fertigungskonzept aus Hochtemperatur-SLM, Fräsen und Festwalzen basieren.

## 2 Versuchsreihe

Die Herstellung der AISI H13-Proben erfolgte unter Einsatz von gasverdüstem Pulver mit einer Partikelgrößenverteilung von 18–44  $\mu\text{m}$  und einer nominellen chemischen Zusammensetzung in Gewichtsprozent von: 0,4 % C, 5,3 % Cr, 1,4 % Mo, 1 % V, Rest Fe [19]. Für das selektive Laserschmelzen wurde eine Maschine vom Typ SLM<sup>®</sup>280 von SLM Solutions, ausgestattet mit einem Hochtemperaturmodul, verwendet. Quaderförmige Blöcke mit einer Abmessung von 40 mm  $\times$  40 mm  $\times$  6 mm wurden stehend, d. h. mit einer der langen Achsen parallel zur Baurichtung (BD) (Bild 1), integriert. Das Schmelzen von einzelnen Schichten erfolgte anhand der Exposition der Bauteilkontur gegenüber einem einzelnen Scan-

Fig. 1. Specimen geometry and areas of mechanical post treatments. The feed direction during milling is marked with a black arrow (fd), the rolling direction with a white arrow (rd) in specimen type 2, the building direction during processing via SLM is marked with a black arrow (BD)

Bild 1. Probengeometrie und Bereiche der mechanischen Nachbearbeitung. Die Vorschubrichtung beim Fräsen ist mit einem schwarzen Pfeil (fd) markiert, die Walzrichtung mit einem weißen Pfeil (rd) beim Probentyp 2, die Baurichtung beim SLM ist durch den schwarzen Pfeil rechts dargestellt (BD)



followed a strip-type exposure strategy, which limits the maximum scan track length to 10 mm. Subsequent layers were fabricated using a scan track rotation of 33° in each layer. The parameters applied in the respective areas are detailed in Table 1. In order to examine the influence of different platform temperatures on the formation of residual stresses in the as-built condition, the platform temperatures for production of individual specimens were set to 200 °C, 400 °C and 600 °C. After processing, the specimens were mechanically separated from the building platform.

The SLM specimens have been face milled within the area labeled 6 (shown in Figure 1), i. e. one single track has been machined. Machining conditions were as follows: dry milling, cutting speed  $v_c = 200$  m/min; width of cut  $a_c = 9$  mm; depth of cut  $a_p = 0.3$  mm; feed per tooth  $f_z = 0.1$  mm. Subsequently, deep rolling was performed in the milled area and in the not milled area at the positions marked black in Figure 1. Deep rolling conditions were: bidirectional rolling, rolling direction transverse to milling feed direction; ball diameter  $d_b = 3$  mm and 6 mm, respectively; rolling pressure  $p_r = 200$  bar and 400 bar; path coverage  $r_c = 70$  %. Milling of conventionally prepared H13 steel shows maximal compressive residual stress in feed direction, and less compressive residual stress across this direction [4]. Deep rolling produces higher compressive residual stress in transverse direction than in rolling direction [20, 21]. Rolling direction transverse to the milling feed direction was chosen here in order to obtain maximal compressive residual stresses. An increase of the path coverage during deep rolling leads to stronger compressive residual stress. At a certain value (ca. 60 % for TiAl6V4 [21]) a saturation occurs, and a further increase of the path coverage does not lead to stronger compressive residual stress. For this reason a path coverage of 70 % was chosen for the experiments. Based on the experimental procedure ten different specimen conditions resulted, referred to as machining states 1–10. Their assignment is given in Table 2.

Track, bevor das Bauteilvolumen anhand mehrerer nebeneinanderliegender Tracks geschmolzen wurde. Das Schmelzen des Formteilvolumens basierte auf einer bahnförmigen Expositionsstrategie, die die maximale Scan-Track-Länge auf 10 mm begrenzte. Die nachfolgenden Schichten wurden mit einer Scan-Track-Rotation von 33° in jeder Schicht gefertigt. Die in den jeweiligen Bereichen angewandten Parameter sind in Tabelle 1 angeführt. Zur Untersuchung des Einflusses unterschiedlicher Plattformtemperaturen auf die Bildung von Eigenspannungen in den „As-Built“-Bedingungen wurden die Temperaturen für die einzelnen Proben auf 200 °C, 400 °C und 600 °C festgelegt. Nach der Bearbeitung wurden die Proben mechanisch von der Bauplattform entfernt.

Die SLM-Proben wurden innerhalb von Bereich 6 (siehe Bild 1) plangefräst, d. h. es wurde eine einzelne Spur zerspant. Die Zerspanungsbedingungen waren wie folgt: Trockenfräsen, Schnittgeschwindigkeit  $v_c = 200$  m/min, Schnittbreite  $a_c = 9$  mm, Schnitttiefe  $a_p = 0,3$  mm, Vorschub pro Zahn  $f_z = 0,1$  mm. Im Anschluss wurde im gefrästen und ungefrästen Bereich an den in Bild 1 schwarz markierten Positionen ein Festwalzverfahren angewandt. Die Bedingungen für das Festwalzen wurden folgendermaßen festgelegt: bidirektionales Walzen, Walzrichtung transversal zur Fräsvorschubrichtung, Kugeldurchmesser  $d_b = 3$  mm bzw. 6 mm, Walzdruck  $p_r = 200$  bar und 400 bar, Bahnüberdeckung  $r_c = 70$  %. Beim Fräsen von konventionell behandeltem H13-Stahl ergibt sich die maximale Druckeigenspannung in Vorschubrichtung und eine geringere Druckeigenspannung quer zur Vorschubrichtung [4]. Festwalzen erzeugt eine höhere Druckeigenspannung in Querrichtung als in Walzrichtung [20, 21]. Um eine maximale Druckeigenspannung zu gewährleisten, wurde für diese Versuchsreihe eine Walzrichtung quer zur Fräsvorschubrichtung gewählt. Eine Erhöhung der Bahnüberdeckung im Zuge des Festwalzens führt zu einer verstärkten Druckeigenspannung. Bei Erreichen eines bestimmten Wertes (ca. 60 % für TiAl6V4 [21]) ist ein Sättigungspunkt erreicht, an dem eine weitere Erhöhung der Bahnüberdeckung keinerlei zusätzliche Steigerung der Druckeigenspannung bewirkt. Aus diesem Grund wurde für die Versuchs-

Table 1. Processing parameters used for manufacturing of H13 specimens

Area	Power, W	Velocity, mm/s	Hatch distance, mm	Layer thickness, $\mu\text{m}$
volume	270	700	0.12	30
contour	100	400	-	30

Tabelle 1. Parameter für die Herstellung der H13-Proben

Table 2. Specimen conditions arising from machining operations

Tabelle 2. Probenzustände, die sich aus den Prozessschritten ergeben

Applied processes	Machining states/area
SLM	1
SLM + deep rolling 6 mm 200 bar	2
SLM + deep rolling 6 mm 400 bar	3
SLM + deep rolling 3 mm 200 bar	4
SLM + deep rolling 3 mm 400 bar	5
SLM + milling	6
SLM + milling + deep rolling 6 mm 200 bar	7
SLM + milling + deep rolling 6 mm 400 bar	8
SLM + milling + deep rolling 3 mm 200 bar	9
SLM + milling + deep rolling 3 mm 400 bar	10

Roughness determination was performed using a tactile roughness measurement system type MarSurf LD 130 from Mahr. Ra, Rz and Rmax were determined, mean values were derived from five individual measurements. Vickers hardness was determined using a hardness tester type Duramin from Struers. The applied load was 9.81 N. Each value represents the mean of three individual measurements. Residual stresses were determined by application of the  $\sin^2\psi$ -method using an X-ray diffractometer type Seifert XRD 3003 TT by General Electric. The applied radiation was Cr K $\alpha$ , the measured peak was Fe 211. Residual stresses were determined in the two directions milling feed and rolling direction. Additionally, the peak half widths (FWHM) were evaluated in order to assign them to micro stresses. For determination of fractions of retained austenite full X-ray diagrams were measured from  $\gamma$ -Fe 111 to  $\alpha$ -Fe 211 (2 theta from 50–162.9°). Quantitative determination was done by the Seifert RayfleX program package. Surface details were documented by SEM micrographs. The SEM employed was a Type EVO 60 VP by Zeiss, operated at 20 kV.

### 3 Results

Expectedly, roughness values are highest for the non-machined SLM specimens (machining status 1). A clear trend related to the different platform temperatures applied is not perceptible based on the three temperature levels only. Exemplarily only the average roughness Rz is shown and discussed. The average values are in the range of 28–36  $\mu\text{m}$  (Figure 2). Deep rolling at different conditions (differing loads and tool diameters; machining states 2–5) is able to significantly reduce Rz to values in the range of 7.8–13.4  $\mu\text{m}$ . Milling (machining state 6) removes the rough SLM surface (most importantly partially molten powder particles) and

reife eine Bahnüberdeckung von 70 % gewählt. Basierend auf der Versuchsdurchführung wurden zehn unterschiedliche Probenbedingungen identifiziert und als Bearbeitungsstadien 1–10 eingestuft (siehe Tabelle 2).

Die Rauheitswerte wurden mit einem taktilen Rauheitsmesssystem vom Typ MarSurf LD 130 der Fa. Mahr ermittelt. Erfasst wurden die Kenngrößen Ra, Rz und Rmax, die Mittelwerte wurden aus fünf Einzelmessungen abgeleitet. Die Vickershärte wurde mit einem Härteprüfgerät vom Typ Duramin von Struers gemessen. Die verwendete Prüfkraft betrug 9,81 N. Jeder Wert entspricht dem Mittel dreier Einzelmessungen. Die Bestimmung der Eigenspannungen erfolgte mit der  $\sin^2\psi$ -Methode unter Einsatz eines Röntgendiffraktometers vom Typ Seifert XRD 3003 TT von General Electric. Die angewandte Strahlung war Cr K $\alpha$ , der gemessene Röntgenreflex war Fe 211. Die Eigenspannungen wurden in Fräsvorschubrichtung und Walzrichtung erfasst. Darüber hinaus wurde die Halbwertsbreite (Full Width at Half Maximum, FWHM) ermittelt, um eine Zuordnung zu Mikrospannungen durchführen zu können. Für die Ermittlung der Anteile von Restaustenit wurden vollständige Röntgendiagramme von  $\gamma$ -Fe 111 bis  $\alpha$ -Fe 211 (2 Theta von 50–162,9°) erfasst. Die quantitative Bestimmung erfolgte unter Verwendung des Programmpakets Seifert RayfleX. Oberflächendetails wurden mittels REM-Aufnahmen mit einem Rasterelektronenmikroskop vom Typ EVO 60 VP von Zeiss bei 20 kV Beschleunigungsspannung dokumentiert.

### 3 Ergebnisse

Erwartungsgemäß zeigten die spanlos gefertigten SLM-Proben (Bearbeitungsstadium 1) die höchsten Rauheitswerte. Eine klare Tendenz im Zusammenhang mit den unterschiedlichen Plattformtemperaturen ist basierend auf den drei Temperaturniveaus allein nicht erkennbar. Exemplarisch wird lediglich die gemittelte Rautiefe Rz dargestellt und erläutert. Die Mittelwerte bewegen sich im Bereich von 28–36  $\mu\text{m}$  (Bild 2). Durch das Festwalzen unter unterschiedlichen Bedingungen (verschiedene Walzdrücke und Kugeldurchmesser; Bearbeitungsstadien 2-5) können die Rz-Werte erheblich reduziert und in einem Bereich von 7,8–13,4  $\mu\text{m}$

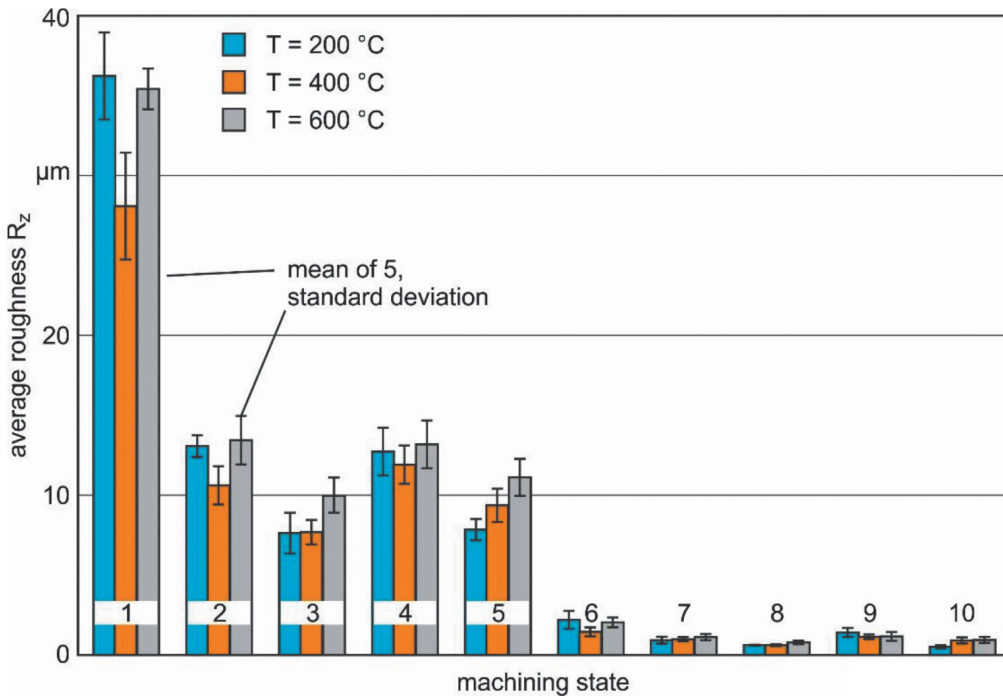


Fig. 2. Average roughness values for different machining states

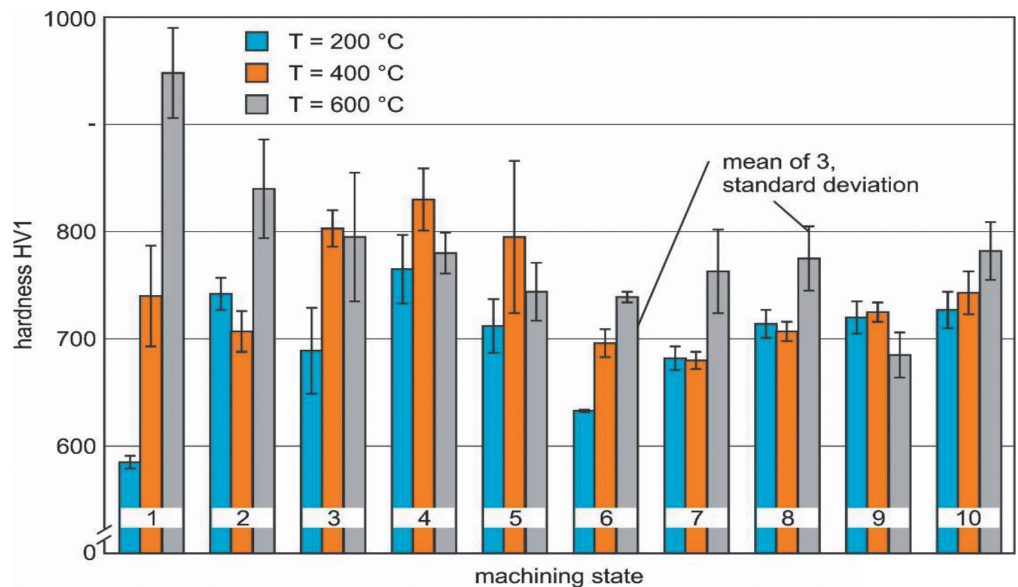
Bild 2. Gemittelte Rautiefe für verschiedene Bearbeitungsstände

creates a new surface resulting in pronounced reduction of Rz to values of 1.4–2.0 µm. The best surface roughness values are obtained by additional deep rolling of the milled surface (machining states 7–10). Here values of Rz = 0.6–0.8 µm have been reached. In general, higher pressures during rolling clearly lead to lower roughness. Although a slight tendency towards lower roughness values with larger ball diameter can be seen, the effect of the ball diameter seems to play a minor role only. However, in consequence the lowest roughness values were achieved when milling and subsequent deep rolling with a 6 mm diameter ball at 400 bar (machining status 8) were conducted.

angesiedelt werden. Durch Fräsen (Bearbeitungsstadium 6) wird die raue SLM-Oberfläche (vor allem teilgeschmolzene Pulverpartikel) abgetragen und eine neue Oberfläche gebildet, die zu einer markanten Reduktion von Rz auf Werte im Bereich von 1,4–2,0 µm führt. Die besten Oberflächenrauheitswerte werden durch zusätzliches Festwalzen der gefrästen Flächen erzielt (Bearbeitungsstadien 7–10). Hier konnten Werte von Rz = 0,6–0,8 µm erfasst werden. Ein höherer Druck während des Walzens führt allgemein zu einer deutlich verminderten Rauheit. Obwohl bei einem größeren Kugeldurchmesser leichte Tendenzen in Richtung niedrigerer Rauheitswerte erkennbar sind, scheint dem Einfluss des Kugeldurchmessers nur eine untergeordnete Bedeutung zuzukommen. Dennoch wurden die niedrigsten Rauheitswerte beim Einsatz von Fräsen und nachfolgendem Festwalzen mit einer Kugel von 6 mm Durchmesser und einem Druck von 400 bar (Bearbeitungsstadium 8) erzielt.

Fig. 3. Average hardness values for different machining states

Bild 3. Mittlere Härtewerte für verschiedene Bearbeitungsstände



Hardness extremely depends on the substrate temperature during the SLM process (Figure 3). Substrate temperatures of 200 °C and 400 °C lead to absolute HV1 hardness values of 585 and 740, respectively. This excellently meets the range of reported hardness values for AM H13 found in literature (55 HRC  $\hat{=}$  595 HV and 59 HRC  $\hat{=}$  675 HV [18]; 57 HRC  $\hat{=}$  635 HV [10]). An increase of the platform temperature to 600 °C results in a hardness of 948 HV1. Following SLM processing at 600 °C all subsequent machining processes reduce hardness to values of 685–840 HV1. For the 400 °C specimen the initial value of 740 HV1 can be increased up to 830 HV1 by deep rolling with a 3 mm diameter ball at 200 bar. Milling in all cases reduces hardness to values of 680–743 HV1. For the 200 °C specimen all machining operations increase the initial hardness of 585 HV1 to values of 633–765 HV1. Taking into account the exact machining parameters for the different conditions, some general rough trends can be made out. Thus, in case of the conditions fabricated at 200 °C and 400 °C platform temperatures, irrespective of prior milling operations, a smaller ball diameter and a higher pressure tend to lead to higher hardness, which might be related to higher contact pressure and, thus, increased strain hardening of the surface. In case of the conditions fabricated at 600 °C platform temperature prior to milling, the trend is vice versa, as a smaller ball diameter and higher pressure lead to an increased reduction of the initial hardness. Apparently, higher degrees of surface deformation reduce the effect of the features being responsible for the initially high hardness. After ball rolling subsequent to milling, roughly the same trends as for the 200 °C and 400 °C conditions are observed.

The initial fractions of retained austenite show clearly higher values with lower platform temperatures (Figure 4). By rolling the as-built specimens the amounts of retained austenite predomi-

Die Härte hängt in hohem Maße von der Substrattemperatur während des SLM-Prozesses ab (Bild 3). Substrattemperaturen von 200 °C und 400 °C führen zu absoluten HV1-Härtewerten von 585 bzw. 740. Diese Werte stimmen exakt mit dem Spektrum der Härteangaben für AM H13 in der Literatur überein (55 HRC  $\hat{=}$  595 HV und 59 HRC  $\hat{=}$  675 HV [18]; 57 HRC  $\hat{=}$  635 HV [10]). Durch die Erhöhung der Plattformtemperatur auf 600 °C ergibt sich ein Härtewert von 948 HV1. Sämtliche nach dem SLM-Prozess bei 600 °C angewandten Zerspanungsverfahren reduzieren die Härte auf Werte im Bereich von 685–840 HV1. Im Fall der 400 °C-Probe kann der Ausgangswert von 740 HV1 durch Festwalzen mit einer Kugel im Durchmesser von 3 mm und einem Druck von 200 bar auf einen Wert von bis zu 830 HV1 gesteigert werden. Durch Fräsen wird die Härte in allen Fällen auf Werte zwischen 680–743 HV1 herabgesetzt. Im Fall der 200 °C-Probe steigern sämtliche Zerspanungsverfahren den anfänglichen Härtewert von 585 HV1 auf Werte im Bereich von 633–765 HV1. Unter Berücksichtigung der exakten Zerspanungsparameter für die unterschiedlichen Bedingungen können einige allgemeine Tendenzen hinsichtlich der Härte festgestellt werden. Im Fall der bei Plattformtemperaturen von 200 °C und 400 °C hergestellten Bedingungen führen ein kleinerer Kugeldurchmesser und ein höherer Druck unabhängig von einem vorherigen Fräsprozess tendenziell zu einer Steigerung der Härte, was im Zusammenhang mit dem höheren Anpressdruck und der folglich verstärkten Kaltverfestigung der Oberfläche stehen könnte. Im Fall der bei Plattformtemperatur von 600 °C vor dem Fräsen hergestellten Bedingungen zeigt sich ein umgekehrter Trend, indem ein kleinerer Kugeldurchmesser und ein höherer Druck eine verstärkte Verringerung der anfänglichen Härte bewirken. Eine stärkere Oberflächenverformung reduziert somit offenkundig den Einfluss der für die anfänglich hohe Härte verantwortlichen Faktoren. Nach dem Walzen im Anschluss an den Fräsvorgang können in etwa dieselben Entwicklungstendenzen wie unter den Bedingungen bei 200 °C und 400 °C beobachtet werden.

Die anfänglichen Restaustenitanteile weisen bei niedrigeren Plattformtemperaturen eindeutig höhere Werte auf (Bild 4). Durch das Walzen der „As-Built“-Proben werden die Mengen an

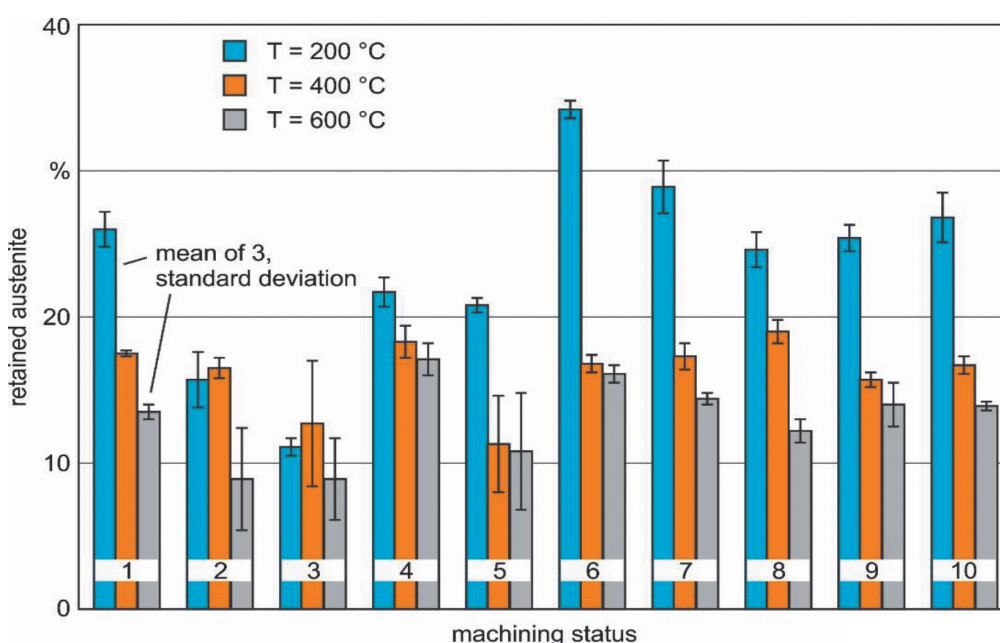


Fig. 4. Average fractions of retained austenite for different machining states

Bild 4. Mittlere Restaustenitanteile für verschiedene Bearbeitungszustände

nantly get reduced, irrespective of the platform temperature applied during SLM processing. Increasing the ball diameter as well as the pressure during rolling tends to further reduce the austenite fraction. The effect of milling on the austenite fraction is pronounced in case of the specimen processed at 200 °C only, where significantly higher values ( $34.2 \pm 0.6$  %) are observed after removing the as-built surface. In case of platform temperatures of 400 °C and 600 °C, the initial austenite fraction is barely changed and effects of rolling on the development of the austenite fraction is less clear as opposing developments are observed.

The residual stress evolution is shown exemplarily for the rolling direction (see Figure 1). In milling feed direction similar results have been obtained, however, they are not shown to the sake of brevity. All three non-machined specimens exhibit tensile residual stresses. At a platform temperature of 200 °C the maximum mean value found is  $\sigma_{\text{mean}} = 395$  MPa. At 400 °C mean values of 190 MPa prevail while lowest tensile residual stress is observed for the 600 °C specimen with about 100 MPa (Figure 5). All applied deep rolling operations prior to milling shift residual stresses into the compressive range to a maximum value of about  $\sigma = -720$  MPa. Milling as single process increases tensile residual stresses moderately, so that subsequent deep rolling with the 6 mm diameter ball is not able to shift residual stresses to compressive values in all cases. Only deep rolling with the 3 mm diameter ball allows to guarantee for evolution of compressive residual stress. Contemplating the single parameters applied during the rolling operations, only a correlation between the ball diameter and the effect on residual stresses is observed, i. e. the smaller ball diameter shifts the residual stresses towards more negative values. A clear effect by using different pressures does not seem to be present.

Structural details of the different surface states are documented by the micrographs shown in Figure 6 for different machining condi-

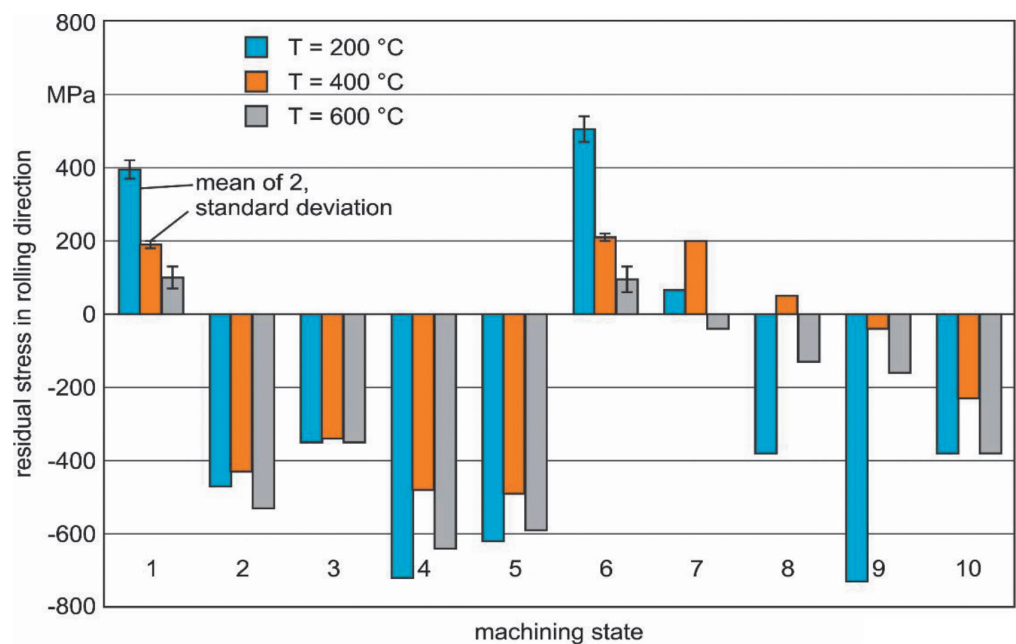
Restaustenit unabhängig von der Plattformtemperatur während des SLM-Prozesses überwiegend verringert. Durch eine Erhöhung des Kugeldurchmessers sowie des Drucks während des Walzvorgangs wird der Austenitanteil tendenziell herabgesetzt. Der Einfluss des Fräsens auf den Austenitgehalt ist nur im Fall der bei 200 °C bearbeiteten Probe – mit signifikant höheren Werten ( $34,2 \pm 0,6$  %) nach dem Entfernen der „As-Built“-Oberfläche – deutlich ausgeprägt. Bei Plattformtemperaturen von 400 °C und 600 °C ändert sich der anfängliche Austenitanteil nur unwesentlich und der Einfluss des Walzens auf die Entwicklung des Austenitgehalts ist aufgrund der Beobachtung von gegensätzlichen Entwicklungstendenzen weniger eindeutig.

Die Entstehung von Eigenspannungen in Walzrichtung wird exemplarisch dargestellt (siehe Bild 1). In Fräsvorschubrichtung wurden ähnliche Ergebnisse ermittelt, die jedoch aus Platzgründen hier nicht näher erläutert werden sollen. Alle drei spanlos gefertigten Proben weisen Zugeigenspannungen auf. Bei einer Plattformtemperatur von 200 °C liegt der maximale Mittelwert bei  $\sigma_{\text{mean}} = 395$  MPa. Bei 400 °C überwiegen Mittelwerte von 190 MPa, während die niedrigste Zugeigenspannung mit etwa 100 MPa für die 600 °C-Probe erfasst wurde (Bild 5). Sämtliche vor dem Fräsen angewandten Festwalzvorgänge verlagern die Eigenspannungen in den Druckbereich mit einem Maximalwert von rund  $\sigma = -720$  MPa. Fräsen als Einzelprozess führt zu einer moderaten Erhöhung der Zugeigenspannungen, sodass ein nachfolgendes Festwalzen mit einer Kugel von 6 mm Durchmesser die Eigenspannungen nicht in allen Fällen in den Druckbereich verlagern kann. Die Entwicklung von Druckeigenspannungen ist lediglich durch das Festwalzen mit einer Kugel von 3 mm Durchmesser garantiert. Unter Berücksichtigung der einzelnen während des Walzvorgangs angewandten Parameter kann nur zwischen dem Kugeldurchmesser und dem Einfluss auf die Druckeigenspannungen ein Zusammenhang festgestellt werden, d. h. ein kleinerer Kugeldurchmesser verschiebt die Eigenspannungen hin zu negativeren Werten. Ein eindeutiger Effekt durch die Verwendung von unterschiedlichem Druck scheint nicht gegeben.

Strukturelle Details der verschiedenen Oberflächenzustände bei unterschiedlichen Zerspannungsbedingungen werden in den

Fig. 5. Residual stress in rolling direction for different machining states

Bild 5. Eigenspannungen in Walzrichtung für verschiedene Bearbeitungszustände





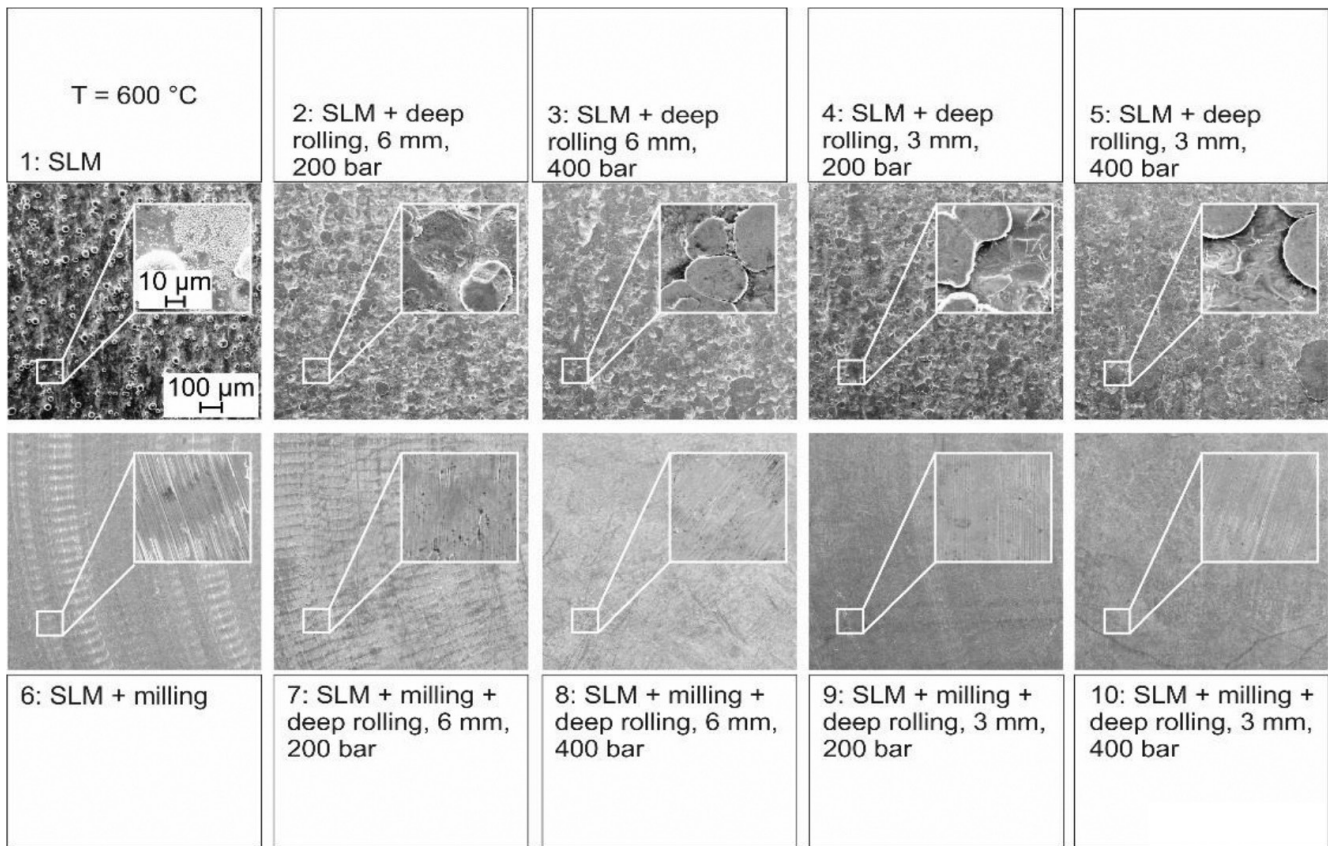


Fig. 6. Surface details for different machining states

Bild 6. Oberflächendetails für verschiedene Bearbeitungszustände

tions. Exemplarily only the SEM micrographs of the specimen manufactured at  $T = 600\text{ °C}$  are shown, while the other conditions are not depicted for the sake of brevity. The  $600\text{ °C}$  specimens have been chosen, as these feature the highest hardness values, as already detailed above, and, thus, were the ones most difficult to machine. After SLM processing the surface is characterized by partially melted powder particles stuck to the surface as has been shown in numerous studies before, e. g. in [22, 23]. Deep rolling flattens the particles to a different degree depending on the parameters applied (Figure 6, upper row), which becomes more clear by comparing to the roughness values in the respective conditions (Figure 2). Milling removes the material and thereby creates a new surface so that the spherical particles are no longer visible. Due to the high hardness of the  $600\text{ °C}$  specimen, machining states 6 and 7 show chatter marks from the milling process. These, however, disappeared after deep rolling following processes 8–10 (Figure 6, lower half). Due to lower hardness, chatter marks were not observed in the  $200\text{ °C}$  and the  $400\text{ °C}$  specimens (not shown).

## 4 Discussion

Generating SLM specimens at different substrate temperatures leads to a variation in surface and subsurface properties in terms

mikroskopischen Aufnahmen in Bild 6 dokumentiert. Exemplarisch werden hier die REM-Aufnahmen der bei  $T = 600\text{ °C}$  gefertigten Probe gezeigt, die restlichen Bedingungen werden aus Platzgründen nicht näher erläutert. Die  $600\text{ °C}$ -Proben wurden ausgewählt, da sie wie oben angeführt die höchsten Härtewerte aufweisen und daher am schwierigsten zu bearbeiten sind. Nach dem SLM-Prozess haften, wie in zahlreichen Studien, z. B. [22, 23], demonstriert, teilweise geschmolzene Pulverpartikel an der Oberfläche. In Zuge des Festwalzens werden diese Partikel abhängig von den angewendeten Parametern in unterschiedlicher Ausprägung geglättet (Bild 6, obere Reihe). Dies zeigt sich besonders deutlich bei einem Vergleich mit den Rauheitswerten der jeweiligen Bedingungen (Bild 2). Durch das Fräsen wird das Material abgetragen und eine neue Oberfläche geschaffen, wodurch die sphärischen Partikel nicht länger sichtbar sind. Aufgrund der großen Härte der  $600\text{ °C}$ -Probe zeigen sich in den Bearbeitungsstadien 6 und 7 Rattermarken aus dem Fräsvorgang, die jedoch nach den Bearbeitungsstadien 8–10 im Anschluss an das Festwalzen nicht mehr vorhanden waren (Bild 6, untere Hälfte). Infolge der geringeren Härte konnten in den  $200\text{ °C}$ - und  $400\text{ °C}$ -Proben keine Rattermarken festgestellt werden (nicht abgebildet).

## 4 Fazit

Die Produktion von SLM-Proben bei unterschiedlichen Substrattemperaturen bewirkt eine Veränderung der Oberflächen- und

of roughness, hardness, austenite fraction and residual stress (Figs. 2–5). As expected, surface roughness upon SLM is significantly higher than that of machined surfaces, which is related to both sequential stacking of layers and partially melted powder particles adhering to the part surface after SLM [23, 24]. Deep rolling reduces roughness values by a factor of two, however, optical appearance of the surface as shown in the SEM micrographs in Figure 6 reveals a critical aspect at this point: the partially melted powder particles sticking to the surface upon SLM are not removed by deep rolling and instead pressed into the surface. This surely will lead to a kind of notch effect and eventually to rapid damage initiation under service loading. However, characterization of this is clearly beyond the scope of the current work and will be addressed in a follow-up study. Generating a new surface by milling leads to values being in line with values for similarly processed conventionally processed, i. e. cast and forged steels. Upon combined milling and deep rolling values of  $R_z$  close to  $1 \mu\text{m}$  can be obtained (Figure 2). The best results are achieved by using a ball with a diameter of 6 mm, as the lower Hertzian pressure compared to the 3 mm ball suppresses channeling. The optical appearance seen in the SEM micrographs furthermore reveals the suitability of the combined approach in term of surface conditioning. As the powder particles stuck to the surface upon SLM are removed by the milling process, deep rolling does not induce the detrimental surface features shown for the non-milled surfaces. Thus, superior properties under given loading conditions can be expected for the combined treated conditions.

Both, higher hardness values with higher platform temperatures in the as-built conditions, as well as distinct evolutions of hardness upon any kind of machining were observed. The latter can be summarized to:

- an increase of hardness of the H13 processed at  $200^\circ\text{C}$  upon machining
- a hardly changing hardness for the H13 processed at  $400^\circ\text{C}$  upon machining
- a decrease of hardness for the H13 processed at  $600^\circ\text{C}$  upon machining.

The increasing hardness in the as-built conditions at increasing substrate temperature can be rationalized based on the differing contents of retained austenite and potentially evolving carbides at higher temperatures in these conditions. For the  $200^\circ\text{C}$  specimen a high absolute value of  $(26.0 \pm 1.2)\%$ , in the  $400^\circ\text{C}$  specimen  $(17.5 \pm 0.2)\%$  and in the  $600^\circ\text{C}$  specimen only  $(13.5 \pm 0.5)\%$  retained austenite is detected. The formation of retained austenite upon SLM processing of H13 at low platform temperature was already reported in earlier works [25, 26]. The authors of [25] proposed that, contemplating representative single volume elements of the build, the repeated heat input during processing leads to temperatures above the martensite finish temperature ( $M_f$ ),

Randzoneigenschaften in Bezug auf die Kenngrößen Rauheit, Härte, Austenitanteil und Eigenspannungen (Bilder 2–5). Die Oberflächenrauheit ist im Fall des selektiven Laserschmelzens wie erwartet deutlich höher als bei spanlos verarbeiteten Flächen, was sowohl auf das sequentielle Aufbringen von Schichten als auch auf die nach dem SLM-Prozess an der Bauteiloberfläche haftenden teilgeschmolzenen Pulverpartikel zurückzuführen ist [23, 24]. Festwalzen reduziert die Rauheitswerte um den Faktor zwei, wobei jedoch das optische Erscheinungsbild der Oberfläche, wie in den REM-Aufnahmen in Bild 6 ersichtlich, an dieser Stelle einen kritischen Aspekt offenbart: Die nach dem SLM-Verfahren an den Flächen haftenden zum Teil geschmolzenen Pulverpartikel werden durch das Festwalzen nicht entfernt, sondern in die Oberfläche gepresst. Dies bewirkt eine Art Kerbwirkung und führt letztendlich zu raschen Schadensbildungen unter Betriebsbelastung. Eine detaillierte Analyse dieses Umstandes geht jedoch über den Umfang der vorliegenden Arbeit hinaus und soll dementsprechend Gegenstand einer Folgestudie sein. Die Ausarbeitung einer neuen Oberfläche durch Fräsen ergibt ähnliche Werte wie im Fall konventionell bearbeiteter Bauteile, d. h. Guss- und Schmiedestähle. Durch die kombinierte Anwendung von Fräsen und Festwalzen können  $R_z$ -Werte nahe  $1 \mu\text{m}$  erreicht werden (Bild 2). Die besten Ergebnisse lassen sich unter Einsatz einer Kugel mit einem Durchmesser von 6 mm erzielen, da die geringere Hertzische Pressung im Vergleich zu einer Kugel mit 3 mm Durchmesser die Bildung von Furchen hemmt. Das optische Erscheinungsbild in den REM-Aufnahmen verdeutlicht einmal mehr die Eignung des kombinierten Ansatzes zur Oberflächenaufbereitung. Da die nach dem SLM-Prozess an den Flächen haftenden Pulverpartikel durch den Fräsvorgang entfernt werden, unterbleiben beim Festwalzen die nachteiligen Eigenschaften von ungefrästen Oberflächen. Folglich können für kombiniert behandelte Bedingungen bessere Eigenschaften unter bestimmten Belastungszuständen erwartet werden.

Es konnten sowohl höhere Härtewerte bei höheren Plattformtemperaturen in den „As-Built“-Bedingungen als auch eine unterschiedliche Härteentwicklung bei jeglicher Art von angewandter Zerspanungstechnik beobachtet werden. Letztgenannter Umstand lässt sich wie folgt zusammenfassen:

- Anstieg der Härte von bei  $200^\circ\text{C}$  bearbeitetem H13 nach der Zerspanung;
- kaum veränderte Härte von bei  $400^\circ\text{C}$  bearbeitetem H13 nach der Zerspanung;
- Rückgang der Härte von bei  $600^\circ\text{C}$  bearbeitetem H13 nach der Zerspanung.

Der Härteanstieg in den „As-Built“-Bedingungen bei steigender Substrattemperatur kann mit den unterschiedlichen Restaustenitanteilen und den bei höheren Temperaturen in diesen Bedingungen potentiell entstehenden Karbiden begründet werden. Für die  $200^\circ\text{C}$ -Probe wurde ein Absolutwert an Restaustenit von  $(26,0 \pm 1,2)\%$ , für die  $400^\circ\text{C}$ -Probe von  $(17,5 \pm 0,2)\%$  und für die  $600^\circ\text{C}$ -Probe von nur  $(13,5 \pm 0,5)\%$  erfasst. Die Bildung von Restaustenit nach der SLM-Bearbeitung von H13 bei niedrigen Plattformtemperaturen wurde bereits in früheren Arbeiten dokumentiert [25, 26]. Die Autoren von [25] führen an, dass – unter Betrachtung repräsentativer Einzelvolumenelemente der Bauart – der wiederholte Wärmeeintrag während der Bearbeitung zu Tem-

which, in combination with carbon diffusion stemming from the supersaturated martensitic phase, leads to a kind of quenching and partitioning effect stabilizing austenite to a certain degree. However, formation of segregations during solidification upon melting, found for numerous other alloys, e. g. Ni-base alloy IN718 in [27], could be another potential elementary mechanism leading to stabilization of austenite as stated by *Krell* et al. in their very recent study [26]. At this point it has to be emphasized that higher building platform temperatures do not necessarily lead to higher amounts of retained austenite due to the former mechanism (quenching and partitioning effect) as additional mechanisms, i. e. precipitation of carbides, may be a competing mechanism at higher temperatures. It is well known for H13 and other tool steel grades that aging at elevated temperatures up to 600 °C leads to the evolution of a secondary hardness peak due to the evolution of carbides such as VC [28]. Thus, it is assumed that the conditions prevailing during SLM at 400 °C and 600 °C promote the evolution of carbides and finally limit the amount of carbon available for stabilization of the retained austenite. Such kind of microstructure should have very high hardness and concurrently low amounts of retained austenite, which indeed is revealed for the samples processed at 400 °C and 600 °C. However, the hardness seen in the specimen processed at 600 °C is by far higher than the maximum hardness shown in [26], thus, formation of oxides may play an additional role.

As has already been detailed in [25] the austenite in the H13 steel SLM processed at 200 °C is metastable. Plastic deformation of this metastable phase leads to a strain induced martensitic phase transformation, which in respective alloys is the basis for the well-known transformation induced plasticity (TRIP) effect [29]. Materials showing TRIP effect are characterized by good formability and very high hardening upon deformation. Depending on the degree of metastability of the austenite as well as the fraction of metastable austenite and ferritic/martensitic phases, the deformation behavior can be tailored, as well-known for TRIP-assisted dual phase steels [28, 30].

Figure 4 indicates that the austenitic phase is highly metastable in the condition processed at 200 °C, which is in good agreement with the hardness development described in Figure 3. Thus, any kind of rolling leads to a decrease in the retained austenite fraction (from  $(26.0 \pm 1.2) \%$  to  $(11.1 \pm 0.6) \%$ ) induced by martensitic transformation. By milling, a new surface featuring even higher amounts of retained austenite ( $(34.2 \pm 0.6) \%$ ) is generated. As different SLM process parameters are applied for melting the volume and contour area (cf. Table 1), different solidification conditions and, thus, segregation kinetics prevail, which further indicates that segregations play a significant role for formation of retained austenite. In accordance to the development evoked by rolling prior to milling, a clear reduction of retained austenite can be seen upon milling and rolling, however, a clear influence of single parameters (ball diameter or pressure) cannot be deduced.

peraturen über der Martensit-Endtemperatur ( $M_f$ ) führt, was in Kombination mit der von der übersättigten martensitischen Phase hervorgerufenen Kohlenstoffdiffusion eine Art „Quenching and Partitioning“-Effekt bewirkt, der den Austenit bis zu einem bestimmten Grad stabilisiert. Die Ausbildung von Segregationen während der Verfestigung nach dem Schmelzen, die bei einer Vielzahl von anderen Metalllegierungen, z. B. Ni-Basislegierungen, zu finden ist [27], könnte laut der jüngsten Studie von *Krell* u. a. [26] einen weiteren elementaren Mechanismus zur Stabilisierung von Austenit darstellen. In diesem Zusammenhang ist anzumerken, dass aufgrund des oben angeführten Mechanismus (Quenching and Partitioning) höhere Plattformtemperaturen nicht zwangsläufig einen höheren Gehalt an Restaustenit bedeuten, da weitere Mechanismen, d. h. die Ausscheidung von Karbiden, bei höheren Temperaturen als konkurrierender Faktor in Erscheinung treten können. Es ist allgemein bekannt, dass für H13 und andere Werkzeugstähle die Alterung bei höheren Temperaturen von bis zu 600 °C aufgrund der Bildung von Karbiden wie VC zur Formation eines zweiten Härte-Spitzenwerts führt [28]. Daher wird angenommen, dass die während des SLM-Prozesses bei 400 °C und 600 °C vorherrschenden Bedingungen die Entstehung von Karbiden fördern und schließlich den Gehalt an Kohlenstoff limitieren, der für die Stabilisierung des Restaustenits zur Verfügung steht. Eine derartige Mikrostruktur sollte eine sehr große Härte und gleichzeitig einen niedrigen Austenitanteil aufweisen, was sich für die bei 400 °C und 600 °C bearbeiteten Proben bestätigt hat. Dennoch ist die Härte der bei 600 °C bearbeiteten Probe deutlich höher als die in [26] angegebene Maximalhärte, demzufolge die Bildung von Oxiden eine zusätzliche Rolle spielen könnte.

Wie bereits in [25] erläutert, ist der Austenit von bei 200 °C SLM-bearbeiteten H13-Stahl metastabil. Plastische Verformungen dieser metastabilen Phase erzeugen eine dehnungsinduzierte martensitische Phasenumwandlung, die in den jeweiligen Legierungen die Grundlage für den bekannten TRIP-Effekt (Transformation Induced Plasticity) bildet [29]. Materialien mit TRIP-Effekt weisen eine gute Formbarkeit und eine sehr hohe Verfestigungskapazität bei der Verformung auf. Abhängig vom Grad der Metastabilität des Austenits sowie dem Anteil an metastabilem Austenit und ferritischen/martensitischen Phasen kann das Verformungsverhalten angepasst werden, wie dies für TRIP-Dualphasenstähle allgemein bekannt ist [28, 30].

Aus Bild 4 geht hervor, dass die austenitische Phase in den bei 200 °C bearbeiteten Bedingungen in hohem Maße metastabil ist, was sich mit der in Bild 3 beschriebenen Härteentwicklung deckt. Folglich führt jeder Walzvorgang, induziert durch die martensitische Umwandlung, zu einer Verringerung des Restaustenitanteils (von  $(26,0 \pm 1,2) \%$  auf  $(11,1 \pm 0,6) \%$ ). Durch das Fräsen wird eine neue Oberfläche mit einem noch höheren Gehalt an Restaustenit ( $(34,2 \pm 0,6) \%$ ) erzeugt. Da für das Schmelzen des Volumen- und Konturbereichs unterschiedliche SLM-Prozessparameter angewandt werden (siehe Tabelle 1), herrschen verschiedenartige Verfestigungsbedingungen und somit eine variable Segregationskinetik vor, demzufolge der Segregation eine wichtige Rolle bei der Bildung von Restaustenit zukommt. Übereinstimmend mit den Entwicklungen, die sich durch ein vor dem Fräsen durchgeführtes Walzen ergeben, zeigt sich eine deutliche Verringerung des Restaustenits nach dem Fräsen und Walzen, wobei jedoch ein eindeutiger Einfluss einzelner Parameter (Kugeldurchmesser oder Druck) nicht abgeleitet werden kann.

For the H13 processed at 600 °C the TRIP effect seems to contribute to the hardness evolution during machining only to a minor extent, which is in line with the low amount of retained austenite in the as-built condition. It is expected that precipitates formed during processing at 600 °C dominate the mechanical properties. These possibly interact with dislocations typically having a high density upon processing of H13 by SLM [25] and, thus, hinder dislocation movement very effectively. Machining of the material in any way may be able to break down these precipitate-dislocation interactions at least in the affected surface layer, explaining the observed decrease of hardness upon the respective machining operations. The 400 °C condition at this point seems to be a condition that profits from both effects (TRIP effect and formation of precipitates) such that softening and hardening are balanced out. However, a final evaluation of the contribution of each effect to the evolution of hardness and retained austenite fraction is not feasible on basis of the data presented here. Thus, detailed analysis of segregation effects and precipitation has to be done in future studies in order to find definite answers to the phenomena detailed above.

The temperature affects the residual stresses upon SLM in a similar fashion. The highest residual tensile stresses are observed at the lowest substrate temperature (Figure 5). One reason might be the highest thermal gradients between the melt pool and the underlying layer when the platform temperature is low. Thus, substrate plate heating is typically employed in order to reduce formation of residual stresses [31]. Another reason can be found in the higher level of martensite formation at higher temperatures. It is well documented that martensitic transformation in steels is accompanied by residual compressive stress formation [32]. Deep rolling is able to introduce compressive stresses to such high amount that almost all deep rolled conditions are characterized by compressive residual stresses independently of the starting condition. Only priorly milled conditions revealed tensile residual stresses upon deep rolling (Figure 5), as milling is found to lead to significantly increased residual tensile stresses. These are typically induced by thermal loads and can only be counteracted by subsequent rolling, when the rolling parameters are apt. Using a smaller ball diameter clearly increases the amount of compressive stresses, which can be related to higher Hertzian pressure and, thus, a higher degree of deformation, which is in line with the findings with respect to the hardness and roughness evolution upon rolling. However, the effect of rolling forces is less clear and seems to play a minor role in comparison to the ball diameter, which is in accordance to the common formula for the Hertzian pressure. Consequently, deep rolling with the 3 mm diameter ball is able to create compressive residual stresses irrespective of prior milling operations, while using the 6 mm diameter ball is only sufficient for introducing compressive stresses in some milled conditions or when milling operations are not applied.

In Bezug auf den bei 600 °C bearbeiteten H13 scheint der TRIP-Effekt lediglich in geringem Ausmaß zur Härteentwicklung während der Zerspanung beizutragen, was mit dem niedrigen Restaustenit in den „As-Built“-Bedingungen übereinstimmt. Es ist davon auszugehen, dass die im Zuge der Bearbeitung bei 600 °C gebildeten Ausscheidungen die mechanischen Eigenschaften bestimmen. Diese interagieren unter Umständen mit Versetzungen, die bei der SLM-Bearbeitung von H13 eine charakteristisch hohe Dichte aufweisen [25] und daher Versetzungsbewegungen auf höchst effektive Weise verhindern. Jedwede Zerspanung des Materials kann diese Wechselwirkung zwischen Ausscheidungen und Versetzungen zumindest in der betroffenen Oberflächenschicht unterbinden und so eine Erklärung für die beobachtete Verringerung der Härte nach dem jeweiligen Bearbeitungsvorgang liefern. Zum gegenwärtigen Zeitpunkt scheint unter den 400 °C-Bedingungen ein Zustand vorzuliegen, der von beiden Effekten profitiert (TRIP-Effekt und Ausscheidungsbildung), sodass sich ein ausgewogenes Verhältnis zwischen Entfestigung und Verfestigung ergibt. Eine endgültige Bewertung des Einflusses der einzelnen Effekte auf die Härteentwicklung und den Restaustenitanteil ist jedoch auf Basis der hier vorgelegten Daten nicht möglich. Konkrete Antworten im Zusammenhang mit den oben beschriebenen Phänomenen können aus detaillierten Analysen zu den Segregationseffekten und Ausscheidungen in zukünftigen Studien erwartet werden.

Die Temperatur beim SLM-Prozess beeinflusst die Eigenspannungen in ähnlicher Weise. Die höchsten Zugeigenspannungen können bei der niedrigsten Substrattemperatur beobachtet werden (Bild 5). Ein Grund hierfür liegt möglicherweise in den höchsten Temperaturgradienten zwischen dem Schmelzbad und der darunterliegenden Schicht, wenn sich die Plattformtemperatur auf niedrigem Niveau befindet. Dementsprechend wird üblicherweise die Substratplatte erhitzt, um die Ausbildung von Eigenspannungen einzudämmen [31]. Ein weiterer Grund findet sich in der stärker ausgeprägten Martensitbildung bei höheren Temperaturen. Es ist umfassend dokumentiert, dass die Martensitumwandlung bei Stählen mit der Entwicklung von Druckeigenspannungen einhergeht [32]. Durch das Festwalzen kann Druckspannung in einem derart hohen Maß eingebracht werden, dass nahezu alle Festwalzbedingungen unabhängig von den Ausgangsbedingungen durch Druckeigenspannungen gekennzeichnet sind. Lediglich im Fall von vorab gefrästen Bedingungen zeigen sich nach dem Festwalzen Zugeigenspannungen (Bild 5), da durch das Fräsen signifikant höhere Zugeigenspannungen entstehen. Diese werden typischerweise durch thermische Belastungen hervorgerufen und können nur durch nachfolgende Walzverfahren mit geeigneten Parametern ausgeglichen werden. Ein geringerer Kugeldurchmesser erhöht das Niveau an Druckspannungen deutlich, was mit der höheren Hertzischen Pressung und somit einem höheren Verformungsgrad in Verbindung steht. Dies deckt sich mit den Erkenntnissen in Bezug auf die Entwicklung von Härte und Rauheit nach dem Walzen. Der Einfluss der Walzkräfte ist jedoch weniger eindeutig und scheint – in Übereinstimmung mit der allgemeinen Formel für die Hertzische Pressung – im Vergleich zum Kugeldurchmesser eine untergeordnete Rolle zu spielen. Das Festwalzen mit einer Kugel im Durchmesser von 3 mm ist folglich in der Lage, unabhängig von vorangegangenen Fräsprozessen Druckeigenspannungen zu erzeugen, während ein Kugeldurchmesser von 6 mm lediglich ausreicht, um Druckspannungen in einigen gefrästen Bedingungen oder bei Ausbleiben von Fräsverfahren einzubringen.

It could be demonstrated that different SLM strategies, here realized by different substrate temperatures, lead to a variation of surface and subsurface properties of AISI H13. A machining process, which is necessary in many cases for surface quality improvement, increases this properties window. If the processing strategy is combined with a deep rolling process, surface roughness can be decreased, and the lifetime determining residual stresses can be completely shifted into the compressive range. This work shows that it is basically possible by a process combination of SLM, milling and deep rolling to targetedly adjust surface and subsurface properties of H13 tool steel. Essentially, this will allow to tailor the local component properties. Possibilities and limitations of this procedure, its impact on the mechanical performance under different loading scenarios as well as its transferability to different materials including thorough microstructure analysis will be subject of future investigations, which will also focus stronger on the subsurface properties by the characterization of their depth distributions.

Es konnte gezeigt werden, dass unterschiedliche SLM-Strategien, in diesem Fall in Form unterschiedlicher Substrattemperaturen, zu einer Änderung der Oberflächen- und Randzoneneigenschaften des Materials AISI H13 führen. Zerspanungsprozesse, die häufig für die Verbesserung der Oberflächenqualität erforderlich sind, vergrößern dieses Eigenschaftsfenster. Wird die Bearbeitungsstrategie mit einem Festwalzverfahren kombiniert, kann die Oberflächenrauheit verringert und die für die Lebensdauer entscheidenden Eigenspannungen vollständig in den Druckbereich verlagert werden. Diese Arbeit veranschaulicht, dass es grundsätzlich möglich ist, anhand der Kombination aus SLM-Prozessen, Fräsen und Festwalzen die Oberflächen- und Randzoneneigenschaften von H13-Werkzeugstahl gezielt anzupassen. Dies erlaubt im Wesentlichen ein maßgeschneidertes Abstimmen lokaler Bauteileigenschaften. Die Möglichkeiten und Grenzen dieses Verfahrens, sein Einfluss auf das mechanische Leistungsvermögen unter variablen Belastungsszenarien sowie seine Übertragbarkeit auf unterschiedliche Materialien und eine profunde Analyse der Gefüge sind Gegenstand zukünftiger Forschungen, die sich verstärkt mit den Randzoneneigenschaften und der Beschreibung ihrer Tiefenverteilung beschäftigen werden.

## References

- Breidenstein, B.: Oberflächen und Randzonen hoch belasteter Bauteile. PZH-Verlag, Garbsen, 2011
- Jawahir, I. S.; Brinksmeier, E.; M'Saoubi, R.; Aspinwall, D. K.; Outeiro, J. C.; Meyer, D.; Umbrello, D.; Jayal, A. D.: Surface integrity in material removal processes: Recent advances. *CIRP Annals – Manuf. Techn.* 60 (2011), pp. 603-626, DOI:10.1016/j.cirp.2011.05.002
- Denkena, B.; Biermann, D.: Cutting edge geometries. *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 63, (2014), pp. 631-653, DOI:10.1016/j.cirp.2014.05.009
- Denkena, B.; Köhler, J.; Bergmann, B.: Development of cutting edge geometries for hard milling operations. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology* 8 (2015), pp. 43-52, DOI:10.1016/j.cirpj.2014.10.002
- Ding, T. C.; Zhang, S.; Lv, H. G.; Xu, X. L.: A comparative investigation on surface roughness and residual stress during end-milling AISI H13 steel with different geometrical inserts. *Materials and Manufacturing Processes* 26 (2011), pp. 1085-1093, DOI:10.1080/10426914.2011.560223
- Nicola, G. L.; Missell, F. P.; Zeilmann, R. P.: Surface quality in milling of hardened H13 steel. *Int. Journal of Advanced Manufacturing Technology* 49 (2010), pp. 53-62, DOI:10.1007/s00170-009-2382-3
- Cui, X.; Zhao, J.; Jia, C.; Zhou, Y.: Surface roughness and chip formation in high-speed face milling AISI H13 steel. *Int. Journal of Advanced Manufacturing Technology* 61 (2012), pp. 1-13, DOI:10.1007/s00170-011-3684-9
- Zhang, L.; Lei, L.; Zeng, P.: Investigation of the influence of deep rolling on the thermal fatigue cracking for AISI H13 steel. *Appl. Mech. Mater.* 457-458 (2014), pp. 127-130, DOI:10.4028/www.scientific.net/AMM.457-458.127
- Cottam, R.; Wang, J.; Luzin, V.: Characterization of microstructure and residual stress in a 3D H13 tool steel component produced by additive manufacturing. *J. Mat. Res.* 29 (2014) 17, pp. 1978-1986, DOI:10.1557/jmr.2014.190
- Yan, J. J.; Zheng, D. L.; Li, H. X.; Jia, X.; Sun, J. F.; Li, Y. L.; Qian, M.; Yan, M.: Selective laser melting of H13: Microstructure and residual stress. *J. Mat. Sci.* 52 (2017), pp. 12476-12485, DOI:10.1007/s10853-017-1380-3
- Wright, C. S.; Youseffi, M.; Akhtar, S. P.; Childs, T.; Hauser, C.; Fox, P.: Selective laser melting of prealloyed high alloy steel powder beds. *Mat. Sci. Forum* 514-516 (2006), pp. 516-523, DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.514-516.516
- Sander, J.; Hufenbach, J.; Giebler, L.; Wendrock, H.; Kühn, U.; Eckert, J.: Microstructure and properties of FeCrMoVC tool steel produced by selective laser melting. *Mat. Des.* 89 (2016), pp. 335-341, DOI:10.1016/j.matdes.2015.09.148
- Mazumder, J.; Choi, J.; Nagarathnam, K.; Koch, J.; Hetzner, D.: The direct metal deposition of H13 tool steel for 3-D components. *JOM* 49 (1997) 5, pp. 55-60, DOI:10.1007/BF02914687
- Laasko, P.; Riipinen, T.; Laukkanen, A.; Andersson, T.; Jokinen, A.; Revuelta, A.; Ruusovuori, K.: Optimization and simulation of SLM process for high density H13 tool steel parts. *Physics Procedia* 83 (2016), pp. 26-35, DOI:10.1016/j.phpro.2016.08.004
- Mazur, M.; Leary, M.; McMillan, M.; Elambasseril, J.; Brandt, M.: SLM additive manufacture of H13 tool steel with conformal cooling and structural lattices. *Rapid Prototyping Journal* 22 (2016) 3, pp. 504-518, DOI:10.1108/RPJ-06-2014-0075
- Safka, J.; Ackermann, M.; Volesky, L.: Structural properties of H13 tool steel parts produced with use of selective laser melting technology. *J. Phys.: Conf. Ser.* 709 (2016), 012004, DOI:10.1088/1742-6596/709/1/012004
- Mazur, M.; Brincat, P.; Leary, M.; Brandt, M.: Numerical and experimental evaluation of a conformally cooled H13 steel injection mould manufactured with selective laser melting. *Int. J. Adv. Manuf. Techn.* 93 (2017), pp. 881-900, DOI:10.1007/s00170-017-0426-7
- Montevecchi, F.; Grossi, N.; Takagi, H.; Scippa, A.; Sasahara, H.; Campatelli, G.: Cutting forces analysis in additive manufactured AISI H13 alloy. *Procedia CIRP* 46 (2016), pp. 476-479, DOI:10.1016/j.procir.2016.04.034
- Böhler Uddeholm: Bohler-Uddeholm H13 Data Sheet. Online accessible via [http://www.bucorp.com/media/H13\\_data\\_sheet\\_09032013.pdf](http://www.bucorp.com/media/H13_data_sheet_09032013.pdf), downloaded Feb. 21, 2018
- Denkena, B.; Breidenstein, B.; Hasselberg, E.: Drehwalzen als kombinierter Fertigungsprozess für die lokale Einstellung von Oberflächen- und Randzoneneigenschaften. Tagungsband 8. Industriekolloq. SFB 675 "Erzeugung hochfester metallischer Strukturen und Verbindungen durch gezieltes Einstellen lokaler Eigenschaften", 2-3.11.11, Clausthal-Zellerfeld, Deutschland, Palkowski, H. (ed.), 2011, pp. 95-101
- Mader, S.: Festwalzen von Fan- und Verdichterschaukeln. Dissertation, RWTH Aachen University, 2006
- Niendorf, T.; Brenne, F.: Steel showing twinning-induced plasticity processed by selective laser melting – An additively manufactured high performance material. *Mat. Char.* 85 (2013), pp. 57-63, DOI:10.1016/j.matchar.2013.08.010
- Strano, G.; Hao, L.; Everson, R. M.; Evans, K. E.: Surface roughness analysis, modelling and prediction in selective laser melting. *J. Mat Proc Technol* 213 (2013) 4 pp. 589-597, DOI:10.1016/j.jmatprotec.2012.11.011
- Pyka, G.; Kerckhofs, G.; Papantoniou, I.; Speirs, M.; Schrooten, J.; Wevers, M.: Surface roughness and morphology customization of additive manufactured open porous Ti6Al4V structures. *Materials* 10 (2013) 6, pp. 4737-4757, DOI:10.3390/ma6104737
- Holzweissig, M. J.; Taube, A.; Brenne, F.; Schaper, M.; Niendorf, T.: Microstructural characterization and mechanical performance of hot work tool steel processed by selective laser melting. *Metall. Mater. Trans. B* 46 (2015) 2, pp. 545-549, DOI:10.1007/s11663-014-0267-9
- Krell, J.; Röttger, A.; Geenen, K.; Theisen, W.: General investigations on processing tool steel X40CrMoV5-1 with selective laser melting. *J. Mater. Proc. Techn.* 255 (2018), pp. 679-688, DOI:10.1016/j.jmatprotec.2018.01.012

27. Brenne, E.; Taube, A.; Pröbstle, M.; Neumeier, S.; Schwarze, D.; Schaper, M.; Niendorf, T.: Microstructural design of Ni-base alloys for high-temperature applications. Progress in Additive Manufacturing 1 (2016) 3–4, pp. 141-151, DOI:10.1007/s40964-016-0013-8
28. Berns, H.; Theisen, W.: Eisenwerkstoffe – Stahl und Gusseisen. 4<sup>th</sup> ed., Springer, Berlin, 2008
29. Günther, J.; Brenne, E.; Droste, M.; Wendler, M.; Volkova, O.; Biermann, H.; Niendorf, T.: Design of novel materials for additive manufacturing – Isotropic microstructure and high defect tolerance. Scientific reports 8 (2018) 1, no. 1298, DOI:10.1038/s41598-018-19376-0
30. Sugimoto, K.-I.; Usui, N.; Koboyashi, M.; Hashimoto, S.: Effects of Volume Fraction and Stability of Retained Austenite on Ductility of TRIP-aided Dual-phase Steels. ISIJ Int. 32 (1992) 12, pp. 1311-1318, DOI:10.2355/isijinternational.32.1311
31. Vasinonta, A.; Beuth, J.; Griffith, M.: Process maps for controlling residual stress and melt pool size in laser-based SFF processes. Proc. Solid Freeform Fabrication Symp., Austin, Texas, 2000, pp. 200-208
32. Kostov, V.; Gibmeier, J.; Wanner, A.: Local residual stress distributions induced by repeated austenite-martensite transformation via laser surface hardening of steel AISI 4140. Mat. Sci. Forum 681 (2011), pp. 321-326, DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.681.321

## Bibliography

DOI:10.3139/105.110359

HTM J. Heat Treatm. Mat.

73 (2018) 4; page 173-186

© Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG

ISSN 1867-2493

## Book / Standard



### Entwicklung und Konstruktion für die Additive Fertigung,

C. Klahn, M. Meboldt (Hrsg.),  
1. Aufl. 2018, Vogel Business Media,  
208 Seiten, Hardcover: 49,80 €  
(auch als E-Book erhältlich). –  
ISBN: 978-3-8343-3395-7,  
www.vogel-fachbuch.de

Das Buch ist ein Grundlagenwerk für die industrielle Entwicklung und Konstruktion von additiv gefertigten

Serien- und Endkundenteilen, indem es praxisgerecht Methoden und Wissen bereitstellt, die eine erfolgreiche Implementie-

rung additiver Verfahren in Unternehmen unterstützen. Neben neuen Methoden und Vorgehensweisen zeigt der Band anschaulich Möglichkeiten der Implementierung anhand einer Vielzahl von erfolgreichen Produktbeispielen aus der Industrie, wie auf die Notwendigkeit neuer Innovationsmethoden.

### Inhalt:

Überblick über die additive Fertigungsverfahren – Integration additive Fertigungsverfahren in die Produktion – 3-D-Datenerzeugung für additive Fertigungsverfahren – Qualitätssicherung und Kontrolle additiv gefertigter Bauteile – Kostenstruktur der Additiven Fertigung (AM) – Anwendungsfelder AM im OEM – Auswahl von Bauteilen und Baugruppen für die AM – Gestaltungsleitfaden – Anwendungsfelder – strategische Implementierung

### Neue VDI-Richtlinie:

VDI 3405 Blatt 2.3: Additive Fertigungsverfahren.  
Strahlschmelzen metallischer Bauteile.

Entwurf, Juli 2017, Beuth Verlag, Gesamtumfang 10 Seiten,  
Download: 53,70 €, Versand: 53,70 € (Die Norm ist auch Bestandteil des VDI-Handbuchs Produktionstechnik und Fertigungsverfahren, Band 2: Fertigungsverfahren)

**Dokumentenart:** VDI-Richtlinie, Entwurf

**Ausgabedatum:** Juli 2017

Der Einsatz der additiven Fertigungsverfahren im industriellen Maßstab zeigt, dass Pulverbestellungen mit identischen Vorgaben zur Lieferung von unterschiedlich geeigneten Pulvern führen können. Ziel des Richtlinienentwurfs VDI 3405

Blatt 2.3 ist es, mit der Beschreibung der Vorgehensweisen und Methoden, eine geeignete Pulvercharakterisierung sicherzustellen, um damit die Reproduzierbarkeit und Prozesssicherheit der gesamten additiven Fertigungskette zu steigern. Diese Richtlinie VDI 3405 Blatt 2.3 wurde aufbauend auf VDI 3405 Blatt 2 erarbeitet, die das Laser-Strahlschmelzen metallischer Bauteile behandelt und in Abschnitt 5 bereits Verfahren zur Prüfung des Pulverwerkstoffs beschreibt. VDI 3405 Blatt 2.3 wendet sich an Hersteller von Metallpulvern, Einkäufer von Rohstoffen für die additive Fertigung, die Qualitätssicherung für additiv hergestellte Bauteile sowie an Anbieter für Mess- und Prüftechnik zur Charakterisierung von Pulverwerkstoffen zur Verwendung in pulverbettbasierten Strahlschmelzverfahren metallischer Werkstoffe.